

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2004年8月5日 (05.08.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/065646 A1(51) 国際特許分類⁷: C22C 38/00, C21D 1/10, 8/00, 9/28

(21) 国際出願番号: PCT/JP2004/000151

(22) 国際出願日: 2004年1月13日 (13.01.2004)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:

特願2003-009349 2003年1月17日 (17.01.2003) JP

特願2003-203735 2003年7月30日 (30.07.2003) JP

特願2003-410792 2003年12月9日 (09.12.2003) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE
スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION)[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番
3号 Tokyo (JP).

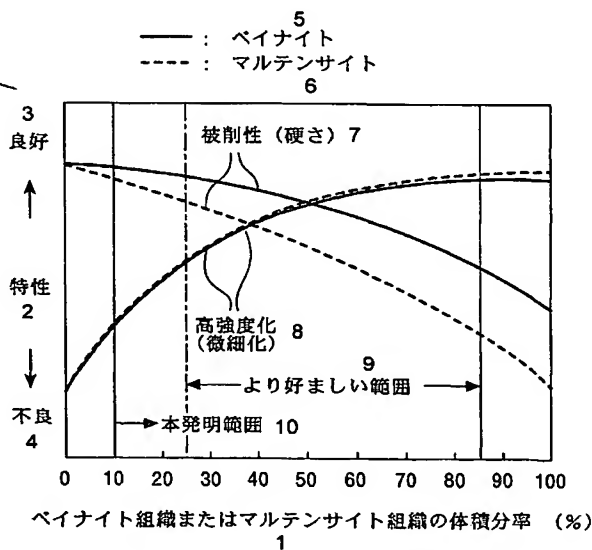
(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 大森 靖浩
(OMORI, Yasuhiro) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田
区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社 知的
財産部内 Tokyo (JP). 林 透 (HAYASHI, Tohru) [JP/JP];
〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFE
スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 松崎 明
博 (MATSUZAKI, Akihiro) [JP/JP]; 〒1000011 東京都
千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会
社 知的財産部内 Tokyo (JP). 豊岡 高明 (TOYOOKA,
Takaaki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町
二丁目2番3号JFEスチール株式会社 知的財産部
内 Tokyo (JP).

[続葉有]

(54) Title: STEEL PRODUCT FOR INDUCTION HARDENING, INDUCTION-HARDENED MEMBER USING THE SAME,
AND METHODS FOR PRODUCING THEM

(54) 発明の名称: 高周波焼入れ用鋼材、それを用いた高周波焼入れ部材、およびそれらの製造方法

1...VOLUME PERCENTAGE OF BAINITE STRUCTURE
OR MARTENSITE STRUCTURE (%)

2...PROPERTY

3...BETTER

4...POORER

5...BAINITE

6...MARTENSITE

7...MACHINABILITY (HARDNESS)

8...STRENGTH (FINENESS OF GRAIN)

9...PREFERABLE SCOPE

10...SCOPE OF PRESENT INVENTION

(57) Abstract: A steel product for use in induction hardening, which has a chemical composition in mass %: C: 0.35 to 0.7 %, Si: 0.30 to 1.1 %, Mn: 0.2 to 2.0 %, Al: 0.005 to 0.25 %, Ti: 0.005 to 0.1 %, Mo: 0.05 to 0.6 %, B: 0.0003 to 0.006 %, S: 0.06 % or less, P: 0.02 % or less, Cr: 0.2 % or less, and the balance: Fe and inevitable impurities, and comprises a bainite structure and/or a martensite structure in a proportion wherein the sum of the bainite and martensite structures accounts for 10 vol % or more thereof; and an induction-hardened member which is produced by using the above steel product and has a hard surface layer formed by induction hardening, wherein the particle diameter of the old austenite structure in the hard layer is 12 μ m or less over the whole thickness. The member exhibits a high fatigue strength, and thus can be suitably used for a drive shaft and a constant velocity joint of an automobile, and the like.

(57) 要約: 本発明は、mass%で、C:0.35-0.7 %、Si:0.30-1.1 %、Mn:0.2-2.0 %、Al:0.005-0.25 %、Ti:0.005-0.1 %、Mo:0.05-0.6 %、B:0.0003-0.006 %、S:0.06 %以下、P:0.02 %以下、およびCr:0.2 %以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的な不純物からなり、ベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織を有し、かつベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の体積分率が10 %以上である鋼材、およびこの鋼材を用いて、高周波焼入れにより表層に硬化層が形成され、かつ硬化層の旧オーステナイト粒径が厚み全体にわたり12 μ m以下である高周波焼入れ部材を提供する。この部材は、高い疲労強度を有するので、自動車のドライブシャフトや等速ジョイントなどに好適である。



(74) 代理人: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1000011
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール
株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が
可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR,
BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM,
DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU,
ID, IL, IN, IS, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT,
LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI,
NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG,
SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ,
VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が
可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL,
SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG,
KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH,
CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU,
MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG,
CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される
各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語
のガイダンスノート」を参照。

明 細 書

高周波焼入れ用鋼材、それを用いた高周波焼入れ部材、およびそれらの製造方法

技術分野

本発明は、高周波焼入れによって表層に硬化層の形成される自動車のドライブシャフトや等速ジョイントなどに好適な高周波焼入れ用鋼材、それを用いた高周波焼入れ部材、およびそれらの製造方法に関する。

背景技術

従来、自動車のドライブシャフトや等速ジョイントなどの機械構造用部材では、熱間圧延棒鋼に、熱間鍛造、さらには切削、冷間鍛造などを施して所定の形状に加工したのち、高周波焼入れ焼戻しを行うことにより機械構造用部材としての重要な特性であるねじり疲労強度、曲げ疲労強度、すべり転動疲労強度などの疲労強度が付与されるのが一般的である。

近年、環境問題から自動車用部材に対する軽量化への要求が強くなるにつれ、こうした機械構造用部材の疲労強度に対する一層の向上が要求されている。

前述のような疲労強度を向上させる手段としては種々の方法が提案されている。例えば、ねじり疲労強度を向上させるためには、例えば高周波焼入れによる焼入れ深さを増加させることが考えられる。しかしながら、ある焼入れ深さで疲労強度は飽和し、それ以上の向上が図れない。

また、ねじり疲労強度の向上には、粒界強度の強化も有効であり、例えば特開 2000-154819 号公報には、高周波焼入れの加熱時に微細な TiC を多量に分散させることによってオーステナイト粒を微細化する技術が提案されている。

しかしながら、この技術では、高周波焼入れの加熱時に微細な TiC を多量に分散させるために、熱間圧延時に鋼を $1100^{\circ}C$ 以上の高温に加熱して TiC を溶体化しておく必要があり、生産性に劣るという問題がある。また、 TiC を多量に分散させてオーステナイト粒を微細化するだけでは、近年のねじり疲労強度に対する要求には十分に応えられない。

特開平 8-53714 号公報には、横断面が円形の機械構造用部品の高周波焼入れにより形成される硬化層の厚み (焼入れ深さ) CD と断面円の半径 R との比 CD/R を $0.3-0.7$ に制限した上で、この CD/R 、高周波焼入れ後の表面から 1 mm までの厚みの旧オーステナイト粒径 γ_f 、高周波焼入れままの $CD/R=0.1$ までの平均ビッカース硬さ H_f 、および高周波焼入れ後の軸中心部の平均ビッカース硬さ H_c から求まる値 A を、 C 量に応じて所定の範囲に制御することによってねじり疲労強度を向上させた機械構造用部品が提案されている。

しかしながら、この部品では、硬化層の厚み全体にわたる旧オーステナイト粒径に考慮が払われていないため、やはり近年のねじり疲労強度に対する要求には十分に応えることができない。

発明の開示

本発明は、高周波焼入れ後に従来よりも疲労強度を一層向上させることのできる高周波焼入れ用鋼材、その鋼材を用いた疲労強度の高い高周波焼入れ部材、およびそれらの製造方法を提供することを目的とする。

上記目的は、

mass%で、

$C: 0.35-0.7\%$ 、

$Si: 0.30-1.1\%$ 、

$Mn: 0.2-2.0\%$ 、

$Al: 0.005-0.25\%$ 、

Ti:0.005-0.1 %、

Mo:0.05-0.6 %、

B:0.0003-0.006 %、

S:0.06 %以下、

P:0.02 %以下、および

Cr:0.2 %以下

を含有し、残部が Fe および不可避免の不純物からなり、

ベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織を有し、かつベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の体積分率が 10 %以上である高周波焼入れ用鋼材、および

この高周波焼入れ用鋼材が用いられ、高周波焼入れにより形成される鋼材表層の硬化層の旧オーステナイト粒径が硬化層の厚み全体にわたり 12 μ m 以下である高周波焼入れ部材により達成される。

この高周波焼入れ用鋼材は、上記成分を有する鋼を熱間加工する工程と、熱間加工後の鋼を 0.2 $^{\circ}$ C/sec 以上の冷却速度で冷却する工程とを有する方法により製造できる。

また、高周波焼入れ部材は、上記の高周波焼入れ用鋼材を少なくとも 1 回高周波焼入れする工程を有し、かつ最終回の高周波焼入れ時の加熱温度を 800-1000 $^{\circ}$ C にする方法により製造できる。

図面の簡単な説明

図 1 は、ベイナイト組織またはマルテンサイト組織の体積分率と被削性および高強度化との関係を示す図である。

図 2 は、Mo 添加鋼および Mo 無添加鋼における高周波焼入れ時の加熱温度と硬化層の旧オーステナイト粒径との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

本発明者等は、高周波焼入れにより鋼材の疲労強度を効果的に向上させるべく鋭意検討を行った。特に、疲労強度の代表例としてねじり疲労強度に着目し、詳細な検討を行ったところ、以下の知見を得た。

(1) 鋼材の化学組成を適性な範囲に制御し、高周波焼入れにより形成される硬化層の厚み全体にわたり旧オーステナイト粒径を $12\ \mu\text{m}$ 以下にすると、ねじり疲労強度が顕著に向上する。特に、Si および Mo の含有量を適正な範囲に制御すると、高周波焼入れの加熱時におけるオーステナイトの核生成サイト数が増加し、またオーステナイトの粒成長が抑制され、硬化層が効果的に細粒化してねじり疲労強度がより一層向上する。硬化層の厚み全体にわたり旧オーステナイト粒径を $12\ \mu\text{m}$ 以下にするには、Si を 0.30 mass% 以上添加することがより効果的である。

(2) 高周波焼入れ前の鋼材の組織を、ベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織の合計の体積分率が 10% 以上となるようにすると、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織ではフェライト-パーライト組織に比べて炭化物が微細に分散しているため、高周波焼入れの加熱時にオーステナイトの核生成サイトであるフェライト/炭化物の界面の面積が増えて、生成したオーステナイトが微細化する。その結果、硬化層が細粒化し、粒界強度が上昇してねじり疲労強度が増加する。

(3) 上記のように化学組成と組織の制御された鋼材を用い、高周波焼入れの加熱温度を 800-1000 °C、好ましくは 800-950 °C にし、加熱時間を 5 秒以下とすることにより、硬化層の厚み全体にわたり旧オーステナイト粒径が $12\ \mu\text{m}$ 以下となって細粒化を安定して達成できる。特に、Mo を添加すると、この加熱温度範囲において効果的に硬化層を細粒化できる。また、高周波焼入れを複数回繰り返すことにより、1 回だけの高周波焼入れに比べてさらに細粒化された硬化層が得られる。

本発明は、こうした知見に立脚しており、以下にその詳細を説明する。

1. 高周波焼入れ用鋼材

1-1. 成分

C: C は、高周波焼入れ性へ最も大きな影響を与える元素であり、硬化層をより硬化させ、また硬化層をより厚くしてねじり疲労強度の向上に寄与する。しかしながら、その量が 0.35 mass%未満では必要とされるねじり疲労強度を確保するためには硬化層を飛躍的に厚くしなければならず、その結果、焼割れの発生が顕著となったり、ベイナイト組織が生成し難くなる。一方、0.7 mass%を超えると粒界強度が低下してねじり疲労強度が低下し、また、切削性、冷間鍛造性および耐焼割れ性も劣化する。したがって、C 量は、0.35-0.7 mass%、好ましくは 0.4-0.6 mass%に限定する。

Si: Si は、高周波焼入れの加熱時にオーステナイトの核生成サイト数を増加させると共に、オーステナイトの粒成長を抑制して硬化層を細粒化させる作用を有する。また、炭化物生成を抑制して粒界強度の低下を防止する作用もある。さらに、ベイナイト組織の生成にも好ましい元素である。それゆえ、Si はねじり疲労強度の向上にとって非常に有効な元素である。しかしながら、その量が 0.30 mass%未満だと鋼材の製造条件および高周波焼入れ条件をいかように調整しても硬化層の厚み全体にわたって旧オーステナイト粒径を 12 μm 以下にできない。一方、1.1 mass%を超えるとフェライトを固溶硬化して切削性や冷間鍛造性の低下を招く。したがって、Si 量は、0.30-1.1 mass%、好ましくは 0.40-1.0 mass%に限定する。

Mn: Mn は、高周波焼入れ性を向上させ、硬化層の厚みを確保する上で不可欠の元素である。しかしながら、その量が 0.2 mass%未満ではその効果が乏しい。一方、2.0 mass%を超えると焼入れ後に残留オーステナイトが増加し、表層部の硬度が低下してねじり疲労強度の低下を招く。したがって、Mn 量は、0.2 mass%以上、好ましくは 0.3 mass%以上、2.0 mass%以下に限定する。なお、Mn 量が多いと母材の硬質化を招き、被削性に不利となる傾向があるので、1.2 mass%以下にすることがより好ましく、1.0 mass%以下にすることがさらに好ましい。

Al:Al は、鋼の脱酸に有効な元素である。また、高周波焼入れの加熱時におけるオーステナイトの粒成長を抑制し、硬化層を細粒化する上でも有効な元素である。しかしながら、その量が 0.005 mass%未満だとその効果に乏しい。一方、0.25 mass%を超えるとその効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招く。したがって、Al 量は、0.005-0.25 mass%、好ましくは 0.05-0.10 mass%に限定する。

Ti:Ti は、鋼に不可避的不純物として混入する N と結合することで、後述する B が BN となってその高周波焼入れ性を消失するのを防止する効果を有する。そのために、その量は少なくとも 0.005 mass%必要であるが、0.1 mass%を超えると TiN が多量に形成され、これが疲労破壊の起点となってねじり疲労強度を著しく低下させる。したがって、Ti 量は、0.005-0.1 mass%、好ましくは 0.01-0.07 mass%に限定する。さらに、固溶 N を確実に TiN として析出させ、B の焼入れ性を効果的に発揮させてベイナイトとマルテンサイト組織を得るには、Ti と N 量を $Ti (mass\%) / N (mass\%) \geq 3.42$ となるように制御することが好ましい。

Mo:Mo は、熱間加工後のベイナイト組織の生成を促進させることにより、高周波焼入れの加熱時のオーステナイトを微細化して硬化層を細粒化する作用を有する。また、高周波焼入れの加熱時におけるオーステナイトの粒成長を抑制して硬化層を細粒化する作用もある。特に、高周波焼入れの加熱温度を 800-1000 °C、好ましくは 800-950 °Cにすると、オーステナイトの粒成長を顕著に抑制できる。さらに、焼入れ性向上に有効な元素であるため、焼入れ性の調整にも用いられる。加えて、炭化物の生成を抑制して粒界強度の低下を阻止する作用も有する。

このように、Mo は本発明において非常に重要な役割を果たす元素であるが、その量が 0.05 mass%未満だと鋼材の製造条件や高周波焼入れ条件をいかように調整しても硬化層の厚み全体にわたって旧オーステナイト粒径を 12 μm 以下にできない。一方、0.6 mass%を超えると圧延中に鋼材の硬さが著しく上昇

し、加工性の低下を招く。したがって、Mo 量は、0.05-0.6 mass%、好ましくは 0.1-0.6 mass%、より好ましくは 0.3-0.4 mass%に限定する。

B:B は、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織の生成を促進する効果を有する。また、微量の添加によって高周波焼入れ性を向上させ、硬化層を厚くすることによりねじり疲労強度を向上させる効果もある。さらに、粒界に優先的に偏析して、粒界に偏析する P の濃度を低減し、粒界強度を上昇させてねじり疲労強度を向上させる作用もある。しかしながら、その量が 0.0003 mass%未満だとその効果に乏しい。一方、0.006 mass%を超えるとその効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招く。したがって、B 量は、0.0003-0.006 mass%、好ましくは 0.0005-0.004 mass%、より好ましくは 0.0015-0.003 mass%に限定する。

S:S は、MnS を形成し、鋼の切削性を向上させる元素であるが、0.06 mass%を超えると粒界に偏析して粒界強度を低下させる。したがって、S 量は、0.06 mass%以下に、好ましくは 0.04 mass%以下に限定する。

P:P は、オーステナイト粒界に偏析し、粒界強度を低下させてねじり疲労強度を低下させる。また、焼割れを助長する。したがって、P 量は、0.020 mass%以下に限定するが、少ないほど好ましい。

Cr:Cr は、炭化物を安定化させる作用があり、粒界に残留する炭化物の生成を助長し、粒界強度を低下させてねじり疲労強度の低下を引き起こす。したがって、Cr 量は、0.2 mass%以下、好ましくは 0.05 mass%以下に限定するが、少ないほどより好ましい。

以上の成分組成に加え、さらに、
mass%で、

Cu:1.0 %以下、

Ni:3.5 %以下、

Co:1.0 %以下、

Nb:0.1 %以下、および

V:0.5 %以下

のうちから選ばれた少なくとも1種の元素を含有させると、以下の理由でねじり疲労強度の向上に効果的である。

Cu:Cu は、高周波焼入れ性の向上に有効な元素である。また、フェライト中に固溶し、固溶強化によってねじり疲労強度を向上させる。さらに、炭化物の生成を抑制して粒界強度の低下を防ぎ、ねじり疲労強度を向上させる。しかしながら、その量が1.0 mass%を超えると熱間加工時に割れが発生する。したがって、Cu量は、1.0 mass%以下、好ましくは0.5 mass%以下に限定する。

Ni:Ni は、高周波焼入れ性を向上させる元素であるので、焼入れ性の調整に用いられる。また、炭化物の生成を抑制して粒界強度の低下を防ぎ、ねじり疲労強度を向上させる。しかしながら、Niは極めて高価な元素であり、3.5 mass%を超えて添加すると鋼材のコストが著しく上昇する。したがって、Ni量は、3.5 mass%以下に限定する。なお、Ni量が0.05 mass%未満では焼入れ性を向上させる効果や粒界強度の低下を抑制する効果が小さいので、0.05 mass%以上含有させることが望ましく、0.1-1.0 mass%含有させることがより望ましい。

Co:Co は、炭化物の生成を抑制して粒界強度の低下を防ぎ、ねじり疲労強度を向上させる元素である。しかしながら、Coは極めて高価な元素であり、1.0 mass%を超えて添加すると鋼材のコストが著しく上昇する。したがって、Co量は、1.0 mass%以下に限定する。なお、Co量が0.01 mass%未満では粒界強度の低下を抑制する効果が小さいので、0.01 mass%以上含有させることが望ましく、0.02-0.5 mass%含有させることがより望ましい。

Nb:Nb は、高周波焼入れ性を向上させるだけでなく、CやNと結合し鋼を析出強化する。また、焼戻し軟化抵抗性を向上させる元素でもあり、これらの効果によってねじり疲労強度を向上させる。しかしながら、その量が0.1 mass%を超えるとその効果は飽和する。したがって、Nb量は、0.1 mass%以下に限定する。なお、Nb量が0.005 mass%未満では析出強化能および焼戻し軟化抵抗性を向上させる効果が小さいため、0.005 mass%以上含有させることが望ましく、0.01-0.05 mass%含有させることがより望ましい。

V:V は、C や N と結合し鋼を析出強化する。また、焼戻し軟化抵抗性を向上させる元素でもあり、これらの効果によりねじり疲労強度を向上させる。しかしながら、その量が 0.5 mass%を超えるとその効果は飽和する。したがって、Nb 量は、0.5 mass%以下に限定する。なお、Nb 量が 0.01 mass%未満ではねじり疲労強度を向上させる効果が小さいので、0.01 mass%以上含有させることが望ましく、0.03-0.3 mass%含有させることがより望ましい。

1-2. 組織

高周波焼入れ後のねじり疲労強度を向上させるには、1-1 で説明した鋼材の成分組成に加え、高周波焼入れ前の鋼材がベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織を有し、かつベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の体積分率(vol.%)が 10 %以上、より好ましくは 20 %以上である必要がある。この理由は、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織では、フェライト-パーライト組織に比べて炭化物が微細に分散しているため、高周波焼入れの加熱時にオーステナイトの核生成サイトであるフェライト/炭化物界面の面積が増加し、生成するオーステナイトが微細化して、焼入れ後の硬化層を細粒化するためである。そして、硬化層の細粒化により、粒界強度が上昇してねじり疲労強度が向上する。

なお、ベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の体積分率が 90 %を超えると、硬化層の旧オーステナイトの細粒化が飽和するのみならず、被削性が急激に劣化する場合があるので、この体積分率は 90 %以下にすることが好ましい。

図 1 に、ベイナイト組織またはマルテンサイト組織の体積分率と被削性および高強度化との関係を示す。

高強度化すなわち硬化層の細粒化の点からは、マルテンサイト組織とベイナイト組織は同程度の効果を有し、いずれも体積分率が 10 %以上であればねじり疲労強度にとって十分な高強度化を図れる。一方、被削性すなわち硬さの点からは、ベイナイト組織の方がマルテンサイト組織に比べ優れている。特に、

ベイナイト組織の体積分率が 25-85 %、より好ましくは 30-70 % でより優れた高強度化と被削性を両立できる。

工業的な観点からも、マルテンサイト組織に比べてベイナイト組織の方がより少ない合金元素量で生成され、また低い冷却速度で生成されるので有利である。

なお、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織以外の残部は、フェライト、パーライト等いずれでもよく、特に限定されない。

2. 高周波焼入れ部材

こうした成分組成と組織を有する鋼材を用いて高周波焼入れを行いねじり疲労強度の高い高周波焼入れ部材を製造するには、高周波焼入れにより部材表層に形成される硬化層の旧オーステナイト粒径を硬化層の厚み全体にわたり 12 μm 以下に、好ましくは 10 μm 以下に、より好ましくは 5 μm 以下にする必要がある。硬化層の旧オーステナイト粒径が 12 μm を超えると、十分な粒界強度が得られず、ねじり疲労強度の向上が望めない。

ここで、硬化層の厚み全体にわたる旧オーステナイト粒径は、次のようにして測定した。

高周波焼入れ後、部材最表層は面積率で 100 % のマルテンサイト組織を有する。そして、表面から内部にいくに従い、ある厚みまでは 100 % マルテンサイト組織の領域が続くが、その後は急激にマルテンサイト組織の面積率が減少する。本発明では、高周波焼入れ後の部材表面からマルテンサイト組織の面積率が 98 % に減少するまでの領域を硬化層とし、その表面からの平均の深さを硬化層の厚みとした。

そして、この硬化層について、表面から厚み全体の 1/5 の位置、1/2 の位置および 4/5 の位置における平均の旧オーステナイト粒径を測定し、いずれの位置においても平均の旧オーステナイト粒径が 12 μm 以下である場合に、硬化層の厚み全体にわたる旧オーステナイト粒径が 12 μm 以下であるとした。

平均の旧オーステナイト粒径は、硬化層の断面を、水 500. g にピクリン酸 50 g を溶解後、ドデシルベンゼンスルホン酸ナトリウム 11 g、塩化第一鉄 1

g、シュウ酸 1.5 g を添加した腐食液で腐食後、光学顕微鏡により、400 倍 (1 視野の面積: $0.25 \text{ mm} \times 0.225 \text{ mm}$) から 1000 倍 (1 視野の面積: $0.10 \text{ mm} \times 0.09 \text{ mm}$) の倍率で各位置毎に 5 視野観察し、画像解析装置により測定した。

なお、転動疲労のように極表層付近の組織のみに依存するような場合には、硬化層の厚みが 1 mm 程度でもそれなりの効果は得られるが、ねじり疲労強度の場合は、硬化層の厚みを 2 mm 以上にすることが好ましい。より好ましくは 2.5 mm 以上、さらに好ましくは 3 mm 以上である。

3. 高周波焼入れ用鋼材の製造方法

上記本発明範囲内にある成分組成を有する鋼を、圧延・鍛造等の熱間加工により所定の形状に加工したのち、 $0.2 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上の平均冷却速度で冷却すると、ベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織を有し、かつベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の体積分率が 10 % 以上である高周波焼入れに適した鋼材が確実に得られる。

このとき、熱間加工は、 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下で行うと必要なベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織が得られず、また、 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ を超える温度で行うと加熱コストが大きくなるため、 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 超 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲で行うことが好ましい。また、熱間加工後の冷却速度は、 $0.3\text{--}30 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ の範囲が好ましい。

4. 高周波焼入れ部材の製造方法

上記本発明範囲内の成分組成と組織に調整された高周波焼入れ用鋼材に対し、必要に応じて冷間圧延、冷間鍛造または切削加工を施したのち、少なくとも 1 回高周波焼入れを行い、かつ最終回の高周波焼入れ時の加熱温度を $800\text{--}1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $800\text{--}950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ にすれば、鋼材表層に形成される硬化層の旧オーステナイト粒径を硬化層の厚み全体にわたり $12 \text{ }\mu\text{m}$ 以下にでき、ねじり疲労強度の高い高周波焼入れ部材が得られる。

このとき、高周波焼入れ時の加熱温度が $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 未満だとオーステナイトの生成が不十分となり、硬化層の生成が不十分となる結果、高いねじり疲労強度

が得られず、また、加熱温度が 1000 °C を超えると粒成長が促進されてオーステナイト粒が粗大となり、硬化層も粗粒化して、ねじり疲労強度の低下を招く。

図 2 に、本発明である Mo 添加鋼 (Mo: 0.05–0.6 mass%) および比較の Mo 無添加鋼における高周波焼入れ時の加熱温度と硬化層の旧オーステナイト粒径との関係を示す。

Mo 添加鋼および Mo 無添加鋼ともに、高周波焼入れ時の加熱温度を低下すると硬化層の旧オーステナイト粒径は小さくなる。特に、Mo 添加鋼においては、1000 °C 以下、好ましくは 950 °C 以下で顕著な硬化層の細粒化が図れる。

高周波焼入れを 2 回以上の複数回繰り返して行くと、1 回だけの高周波焼入れの場合に比べてより硬化層を細粒化できる。このとき、最終回の高周波焼入れだけでなく、全ての回の高周波焼入れの加熱温度を 800–1000 °C にすることが望ましい。

また、高周波焼入れを複数回繰り返す場合、少なくとも最終回の高周波焼入れによる硬化層の厚みを、それ以前の回の高周波焼入れによる硬化層の厚みと同等以上にすることが好ましい。これは、硬化層の粒径は最数回の高周波焼入れに一番強く影響されるので、このときの硬化層の厚みがそれ以前の回の高周波焼入れによる硬化層の厚みよりも小さいと、硬化層の厚み全体にわたる粒がむしろ大きくなり、ねじり疲労強度が低下する傾向にあるからである。

高周波焼入れ時の加熱時間は、オーステナイトの粒成長を抑制し、顕著な硬化層の細粒化を図ることができるので、5 秒以下が好ましく、3 秒以下がより好ましい。

また、高周波焼入れ時の加熱における加熱速度および加熱後の冷却速度が遅いとオーステナイトの粒成長が進み、硬化層の粒が大きくなってねじり疲労強度の低下を招き易いので、この加熱速度および冷却速度は 200 °C/s 以上が好ましく、500 °C/s 以上がより好ましい。

実施例

表 1 に示す成分組成の鋼 A-Y および A1、B1 を転炉により溶製し、連続鑄造により 300×400 mm 断面の鑄片とした。この鑄片を、ブレードダウン工程を経て 150 mm 角ピレットに圧延したのち、24-60 mmφ の棒鋼に圧延し、表 2 に示す冷却速度で冷却した。棒鋼圧延時の仕上温度は、ペイナイトあるいはマルテンサイト組織形成に好適な 900 °C を超える温度とした。

この圧延後の棒鋼から、平行部 20 mmφ、応力集中係数 $\alpha=1.5$ の切欠を有するねじり試験片を作製した。このねじり試験片に、周波数 15 kHz の高周波焼入れ装置を用いて、加熱速度 800 °C/s で加熱し、表 2-1、2-2、2-3 に示す温度と時間で加熱後、1000 °C/s の冷却速度で冷却する焼入れ処理を、表 2-1、2-2、2-3 に示す回数だけ繰り返した後、加熱炉を用いて 170 °C で 30 分間焼戻しを行い、試料 1-55 を作製した。そして、これらの試料に対して、以下の条件でねじり疲労試験を行った。

ねじり疲労試験は、最大トルク 4900 N・m (=500 kgf・m) のねじり疲労試験機を用いて、両振りで応力条件を変えて行い、 1×10^5 回の寿命となる応力を疲労強度として求めた。

また、同じ条件で作製した試料について、焼入れ前の組織、焼入れ後の硬化層の厚み、硬化層の厚み全体にわたる硬化層粒径 (平均旧オーステナイト粒径) を、光学顕微鏡を用いて測定した。

ここで、硬化層の厚みおよび硬化層粒径は、前述したような方法で求めた。ただし、表 2-1、2-2、2-3 の硬化層粒径は、硬化層の厚みの 1/5 の位置、1/2 の位置、4/5 の位置で測定した平均オーステナイト粒径のうち最大の粒径を表している。なお、高周波焼入れを複数回実施したものについては、それぞれの焼入れ後の硬化層の厚み、および最終回の焼入れ後の硬化層粒径を測定した。

結果を表 2-1、2-2、2-3 に示す。

本発明範囲内の成分組成と組織を有する棒鋼から作製されたねじり試験片を、本発明範囲内の高周波焼入れ条件で焼入れした試料 1-10、12-23、37-52 で

は、いずれも硬化層粒径が $12\ \mu\text{m}$ 以下であり、その結果 $700\ \text{MPa}$ 以上の高いねじり疲労強度が得られる。

試料 1 と 2 あるいは 4 と 5 を比較すると、焼入れ回数を 1 回から 2 回に増やすことにより硬化層粒径が微細となり、ねじり疲労強度が上昇することが分かる。

試料 8、37、38 を比較すると、焼入れ回数を 1 回から 2 回に増やした場合において、2 回目の硬化層の厚みの方が薄い試料 37 では、1 回しか焼入れを施さなかった試料 8 よりもねじり疲労強度が低下するのに対し、2 回目の硬化層の厚みを厚くした試料 38 では、試料 8 に比べてねじり疲労強度が大幅に向上することが分かる。試料 38 では、硬化層の表面から厚みの $4/5$ の位置の旧オーステナイト粒径が $3.5\ \mu\text{m}$ で、表面から厚みの $1/5$ の位置の旧オーステナイト粒径が $2.6\ \mu\text{m}$ であり、表層の細粒化がねじり疲労強度の向上に寄与したと考えられる。

試料 39-48 では、Al 量が好ましい $0.05-0.10\ \text{mass}\%$ に制御されているため硬化層粒径が微細となり、高いねじり疲労強度が得られる。

一方、比較例である試料 11 では、圧延後の冷却速度が小さいためベイナイトとマルテンサイトの合計の体積分率が $10\ \%$ 未満となっており、その結果硬化層粒径が粗大となり、ねじり疲労強度が低い。

試料 24 では、硬化層粒径は微細であるが、C 量が本発明範囲より高いため粒界強度の低下を招き、そのためねじり疲労強度が低い。

試料 25、26、27 では、それぞれ C、Si、Mo 量が本発明範囲よりも低いため硬化層粒径が粗大となり、ねじり疲労強度が低い。

試料 28 では B 量が、試料 29 では Mn 量が、試料 30 では S および P 量が、試料 31 では Cr 量が、それぞれ本発明範囲外であるためいずれも粒界強度の低下を招き、ねじり疲労強度が低い。

試料 32 では、Ti 量が本発明範囲より高いためねじり疲労強度が低い。逆に、試料 35 では、Ti 量が本発明範囲より低いため硬化層粒径が粗大となり、ねじり疲労強度が低い。

試料 33 では、高周波焼入れ時の加熱温度が本発明範囲より高いため硬化層粒径が粗大となり、また試料 34 では、高周波焼入れ時の加熱温度が本発明範囲より低いため硬化層が形成されず、いずれもねじり疲労強度が低い。

試料 36 では、Si 量が 0.28 mass% で、本発明範囲より低いので硬化層の厚み全体にわたって 12 μm 以下の粒径の旧オーステナイト粒を得ることができず、その結果ねじり疲労強度が低い。

試料 53、54、55 は Mo が含有されてない例であるが、それぞれ Mo の含有されている試料 6、4、3 と硬化層粒径を比較すれば明らかなように、焼入れ時の加熱温度を 1000 $^{\circ}\text{C}$ より低くすると、Mo による細粒化が顕著になることが分かる。

なお、ここではねじり疲労強度を例に挙げて説明したが、本発明によれば、他の曲げ疲労特性、転動疲労特性、すべり転動疲労特性などのような旧オーステナイト粒界での破壊、亀裂進展が関与する疲労特性についても同様に優れた特性を発揮することは言うまでもない。

表1

鋼 記号	成分組成 (mass%)																備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	N	Cu	Ni	Co	Nb	V	
A	0.42	0.51	0.77	0.010	0.023	0.024	0.04	0.45	0.021	0.0022	0.0044	-	-	-	-	-	発明鋼
B	0.47	0.77	0.55	0.010	0.015	0.022	0.02	0.30	0.026	0.0014	0.0042	-	-	-	-	-	"
C	0.49	0.98	0.95	0.008	0.020	0.020	0.03	0.33	0.032	0.0022	0.0044	-	-	-	-	-	"
D	0.55	0.62	0.96	0.008	0.038	0.029	0.03	0.15	0.017	0.0020	0.0048	-	-	-	-	-	"
E	0.50	0.41	0.36	0.004	0.015	0.069	0.05	0.51	0.015	0.0018	0.0039	-	-	-	-	-	"
F	0.48	0.90	0.60	0.012	0.020	0.025	0.04	0.39	0.020	0.0011	0.0058	0.3	0.44	-	-	-	"
G	0.50	0.64	0.73	0.013	0.031	0.033	0.02	0.25	0.058	0.0033	0.0041	-	-	0.22	0.040	0.16	"
H	0.48	0.91	0.60	0.012	0.020	0.025	0.18	0.39	0.020	0.0021	0.0043	-	-	-	-	-	"
I	0.48	0.90	0.59	0.012	0.020	0.025	0.04	0.38	0.006	0.0022	0.0045	-	-	-	-	-	"
J	0.49	0.91	0.59	0.013	0.021	0.025	0.04	0.39	0.019	0.0021	0.0044	-	-	-	0.050	-	"
K	0.48	0.90	0.60	0.012	0.020	0.024	0.04	0.40	0.020	0.0022	0.0050	-	-	-	-	0.21	"
L	0.48	0.90	0.60	0.012	0.021	0.025	0.04	0.38	0.020	0.0024	0.0038	0.4	-	-	-	-	"
M	0.49	0.89	0.61	0.012	0.020	0.025	0.03	0.39	0.019	0.0020	0.0041	-	1.5	-	-	-	"
N	0.48	0.90	0.60	0.013	0.020	0.026	0.03	0.39	0.021	0.0019	0.0040	-	-	0.45	-	-	"
O	0.84	0.50	1.10	0.012	0.019	0.021	0.03	0.24	0.025	0.0018	0.0040	-	-	-	-	-	比較鋼
P	0.26	0.62	0.90	0.013	0.022	0.023	0.03	0.14	0.022	0.0026	0.0044	-	-	-	-	-	"
Q	0.46	0.06	0.69	0.012	0.023	0.031	0.01	0.32	0.018	0.0023	0.0032	-	-	-	-	-	"
R	0.51	0.76	1.01	0.018	0.019	0.019	0.02	-	0.026	0.0032	0.0041	-	-	-	-	-	"
S	0.49	0.44	1.04	0.013	0.014	0.028	0.04	0.20	0.023	0.0001	0.0037	-	-	-	-	-	"
T	0.44	0.55	2.59	0.007	0.018	0.033	0.02	0.28	0.035	0.0001	0.0056	-	-	-	-	-	"
U	0.47	0.34	0.89	0.039	0.033	0.024	0.02	0.36	0.025	0.0023	0.0049	-	-	-	-	-	"
V	0.48	0.66	0.55	0.009	0.018	0.021	0.31	0.14	0.020	0.0019	0.0045	-	-	-	-	-	"
W	0.53	0.81	0.93	0.012	0.018	0.026	0.03	0.41	0.150	0.0024	0.0045	-	-	-	-	-	"
X	0.43	0.52	0.53	0.013	0.014	0.027	0.04	0.20	0.004	0.0023	0.0040	-	-	-	-	-	"
Y	0.44	0.28	0.87	0.013	0.014	0.025	0.15	0.29	0.011	0.0018	0.0042	-	-	-	-	-	"
A1	0.42	0.50	0.77	0.011	0.022	0.072	0.04	0.45	0.020	0.0021	0.0045	-	-	-	-	-	発明鋼
B2	0.47	0.78	0.54	0.010	0.015	0.065	0.02	0.30	0.025	0.0015	0.0041	-	-	-	-	-	"

*下線は、本発明範囲外を表す。

表2-1

試料 NO.	鋼 記号	圧延後 冷却速度 (°C/s)	ペイナイト 体積分率 (vol%)	マルテンサイト 体積分率 (vol%)	母材フェライト 粒径 (μm)	高周波焼入 条件	焼入れ 回数	硬化層厚み (mm)			硬化層 粒径 (μm)	ねじり 疲労強度 [1×10^5] (MPa)	備考
								1回	2回	3回			
1	A	0.7	81	0	17.9	880°C×2s	1	3.5	-	-	4.5	818	発明例
2	"	0.7	81	0	17.9	890°C×2s	2	3.6	3.6	-	2.9	828	"
3	"	0.7	81	0	17.9	1090°C×6s	1	4.4	-	-	11.1	704	"
4	B	0.9	65	0	16.6	850°C×1s	1	3.5	-	-	3.8	822	"
5	"	0.9	65	0	16.6	850°C×1s	2	3.5	3.5	-	2.6	879	"
6	"	0.9	65	0	16.6	970°C×1s	1	4.4	-	-	7.8	795	"
7	"	12.5	9	91	未生成	870°C×2s	1	3.9	-	-	4.7	813	"
8	C	0.6	88	0	14.9	830°C×3s	1	3.5	-	-	3.2	850	"
9	"	0.6	88	0	14.9	820°C×2s	1	2.7	-	-	3.1	782	"
10	"	0.6	88	0	14.9	820°C×1s	1	2.2	-	-	3.0	766	"
11	"	0.08	6	0	14.9	970°C×3s	1	4.0	-	-	19.5	537	比較例
12	D	0.7	28	0	12.5	900°C×3s	1	3.5	-	-	5.2	835	発明例
13	"	0.7	28	0	12.5	900°C×7s	1	4.3	-	-	10.6	719	"
14	E	0.8	25	0	14.2	890°C×1s	3	3.9	3.9	3.9	2.6	870	"
15	F	0.8	70	0	15.3	850°C×1s	2	3.8	3.8	-	1.6	900	"
16	G	0.7	83	0	14.1	940°C×2s	2	3.9	3.9	-	3.8	826	"
17	H	0.7	63	0	16.2	950°C×1s	1	3.7	-	-	7.9	741	"
18	I	0.8	63	0	16.9	970°C×1s	1	4.1	-	-	8.0	787	"
19	J	0.7	61	0	15.8	950°C×1s	1	4.2	-	-	7.6	815	"
20	K	0.8	64	0	16.0	950°C×1s	1	3.9	-	-	7.8	826	"

* 下線部は、本発明範囲外を表す。

表2-2

試料 NO.	鋼 記号	圧延後 冷却速度 (°C/s)	ペイナイト 体積分率 (vol%)	マルテンサイト 体積分率 (vol%)	母材フェライト 粒径 (μm)	高周波焼入 条件	焼入れ 回数	硬化層厚み (mm)			硬化層 粒径 (μm)	ねじり 疲労強度 [1×10^5] (MPa)	備考
								1回	2回	3回			
21	L	0.8	67	0	16.2	940°C×1s	1	3.7	-	-	5.0	822	発明例
22	M	0.6	87	0	14.5	960°C×1s	1	3.7	-	-	7.6	830	"
23	N	0.7	71	0	15.0	950°C×1s	1	4.0	-	-	7.7	817	"
24	O	0.9	33	0	未生成	950°C×1s	2	4.0	4.0	-	4.9	625	比較例
25	P	0.5	8	0	20.7	950°C×2s	1	3.8	-	-	17.0	548	"
26	Q	0.6	35	0	14.5	900°C×3s	1	3.9	-	-	13.9	590	"
27	R	0.5	12	0	13.7	900°C×3s	2	4.1	4.1	-	13.7	583	"
28	S	0.7	7	0	14.6	920°C×2s	1	3.9	-	-	11.1	586	"
29	T	0.7	87	0	16.0	910°C×1s	1	3.6	-	-	4.2	675	"
30	U	0.6	69	0	15.1	880°C×2s	1	3.8	-	-	4.0	655	"
31	V	0.7	24	0	14.4	860°C×2s	2	3.8	3.8	-	3.9	657	"
32	W	0.6	80	0	12.8	950°C×3s	1	4.0	-	-	5.9	562	"
33	A	0.7	81	0	17.9	1150°C×7s	1	6.5	-	-	13.6	615	"
34	"	0.7	81	0	17.9	700°C×2s	1	0	-	-	不完全焼入 れ組織の為 測定不能	308	"
35	X	0.7	7	0	17.5	960°C×1s	1	4.0	-	-	20.5	543	"
36	Y	0.7	32	0	17.6	950°C×2s	1	4.8	-	-	15.5	575	"
37	C	0.6	88	0	14.9	※1	2	4.4	3.5	-	4.0	840	発明例
38	"	0.6	88	0	14.9	※2	2	2.2	4.0	-	3.5	872	"

* 下線部は、本発明範囲外を表す。

※1 : 1回目焼入れ条件: 1100°C×2s、2回目焼入れ条件: 850°C×2s

※2 : 1回目焼入れ条件: 820°C×1s、2回目焼入れ条件: 850°C×2s

表2-3

試料 NO.	鋼 記号	圧延後 冷却速度 (°C/s)	ペイナイト 体積分率 (vol%)	マルテンサイト 体積分率 (vol%)	母材フェライト 粒径 (μm)	高周波焼入 条件	焼入れ 回数	硬化層厚み (mm)			硬化層 粒径 (μm)	ねじり 疲労強度 [1×10^6] (MPa)	備考
								1回	2回	3回			
39	A1	0.7	80	0	17.8	880°C×2s	1	3.5	-	-	4.2	825	発明例
40	"	0.7	80	0	17.8	890°C×2s	2	3.6	3.6	-	2.7	838	"
41	"	0.7	80	0	17.8	880°C×0s ※3	1	3.4	-	-	3.9	788	"
42	"	0.7	80	0	17.8	1090°C×6s	1	4.4	-	-	10.9	712	"
43	B1	0.9	64	0	16.7	850°C×1s	1	3.5	-	-	3.5	835	"
44	"	0.9	64	0	16.7	850°C×1s	2	3.5	3.5	-	2.4	890	"
45	"	0.9	64	0	16.7	940°C×0s ※3	1	3.5	-	-	4.6	817	"
46	"	0.9	64	0	16.7	940°C×1s	1	3.5	-	-	4.8	815	"
47	"	0.9	64	0	16.7	970°C×1s	1	4.4	-	-	7.6	800	"
48	"	12.5	9	91	未生成	870°C×2s	1	3.9	-	-	4.5	818	"
49	B	0.9	65	0	16.5	940°C×0s ※3	1	4.3	-	-	4.8	815	"
50	"	0.9	65	0	16.5	940°C×1s	1	4.2	-	-	5.1	816	"
51	A	0.7	81	0	17.9	880°C×0s ※3	1	3.5	-	-	4.2	821	"
52	"	0.4	60	0	18.2	880°C×0s ※3	1	3.5	-	-	4.4	819	"
53	R	0.8	40	0	13.5	970°C×1s	1	3.5	-	-	10.6	570	比較例
54	"	0.8	40	0	13.5	850°C×1s	1	3.6	-	-	9.5	625	"
55	"	0.8	40	0	13.5	1090°C×1s	1	3.5	-	-	14.1	514	"

※ 下線部は、本発明範囲外を表す。
 ※3 : 0sは、加熱温度に到達後直ちに加熱を中止し、冷却したことを意味する。

請求の範囲

1.mass%で、

C:0.35-0.7 %、

Si:0.30-1.1 %、

Mn:0.2-2.0 %、

Al:0.005-0.25 %、

Ti:0.005-0.1 %、

Mo:0.05-0.6 %、

B:0.0003-0.006 %、

S:0.06 %以下、

P:0.02 %以下、および

Cr:0.2 %以下

を含有し、残部がFe および不可避免の不純物からなり、

ベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織を有し、かつ前記ベイナイト組織と前記マルテンサイト組織の合計の体積分率が10 %以上である高周波焼入れ用鋼材。

2.さらに、mass%で、

Cu:1.0 %以下、

Ni:3.5 %以下、

Co:1.0 %以下、

Nb:0.1 %以下、および

V:0.5 %以下

のうちから選ばれた少なくとも1種の元素を含有する請求の範囲1の高周波焼入れ用鋼材。

3. 請求の範囲 1 の高周波焼入れ用鋼材が用いられ、高周波焼入れにより前記鋼材表層に形成される硬化層の旧オーステナイト粒径が前記硬化層の厚み全体にわたり $12\ \mu\text{m}$ 以下である高周波焼入れ部材。
4. 高周波焼入れにより鋼材表層に形成される硬化層の厚みが $2\ \text{mm}$ 以上である請求の範囲 3 の高周波焼入れ部材。
5. 請求の範囲 2 の高周波焼入れ用鋼材が用いられ、高周波焼入れにより前記鋼材表層に形成される硬化層の旧オーステナイト粒径が前記硬化層の厚み全体にわたり $12\ \mu\text{m}$ 以下である高周波焼入れ部材。
6. 高周波焼入れにより鋼材表層に形成される硬化層の厚みが $2\ \text{mm}$ 以上である請求の範囲 5 の高周波焼入れ部材。
7. 請求の範囲 1 の成分を有する鋼を、熱間加工する工程と、
前記熱間加工後の鋼を、 $0.2\ ^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却する工程と、
を有する高周波焼入れ用鋼材の製造方法。
8. 請求の範囲 2 の成分を有する鋼を、熱間加工する工程と、
前記熱間加工後の鋼を、 $0.2\ ^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却する工程と、
を有する高周波焼入れ用鋼材の製造方法。
9. 請求の範囲 7 の方法で製造された高周波焼入れ用鋼材を、少なくとも 1 回高周波焼入れする工程を有し、かつ最終回の高周波焼入れ時の加熱温度を $800\text{--}1000\ ^\circ\text{C}$ にする高周波焼入れ部材の製造方法。

10. 請求の範囲 8 の方法で製造された高周波焼入れ用鋼材を、少なくとも 1 回高周波焼入れする工程を有し、かつ最終回の高周波焼入れ時の加熱温度を 800-1000 °C にする高周波焼入れ部材の製造方法。

11. 請求の範囲 7 の方法で製造された高周波焼入れ用鋼材を、少なくとも 1 回高周波焼入れする工程を有し、かつ全ての回の高周波焼入れ時の加熱温度を 800-1000 °C にする高周波焼入れ部材の製造方法。

12. 請求の範囲 8 の方法で製造された高周波焼入れ用鋼材を、少なくとも 1 回高周波焼入れする工程を有し、かつ全ての回の高周波焼入れ時の加熱温度を 800-1000 °C にする高周波焼入れ部材の製造方法。

13. 最終の高周波焼入れ時の加熱時間を 5 秒以下とする請求の範囲 9 の高周波焼入れ部材の製造方法。

14. 最終の高周波焼入れ時の加熱時間を 5 秒以下とする請求の範囲 10 の高周波焼入れ部材の製造方法。

15. 全ての高周波焼入れ時の加熱時間を 5 秒以下とする請求の範囲 11 の高周波焼入れ部材の製造方法。

16. 全ての高周波焼入れ時の加熱時間を 5 秒以下とする請求の範囲 12 の高周波焼入れ部材の製造方法。

17. 高周波焼入れにより、鋼材表層に形成される硬化層の厚みを 2 mm 以上にする請求の範囲 9 の高周波焼入れ部材の製造方法。

18. 高周波焼入れにより、鋼材表層に形成される硬化層の厚みを 2 mm 以上にする請求の範囲 10 の高周波焼入れ部材の製造方法。

19. 高周波焼入れにより、鋼材表層に形成される硬化層の厚みを 2 mm 以上にする請求の範囲 11 の高周波焼入れ部材の製造方法。

20. 高周波焼入れにより、鋼材表層に形成される硬化層の厚みを 2 mm 以上にする請求の範囲 12 の高周波焼入れ部材の製造方法。

図 1

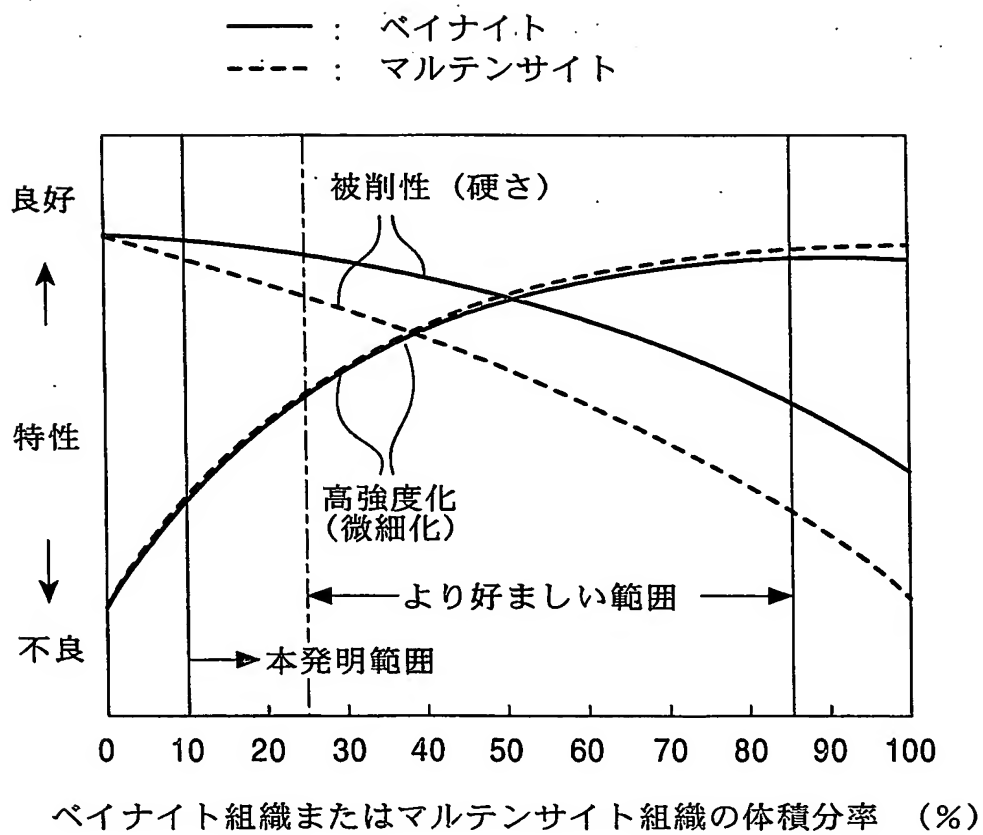
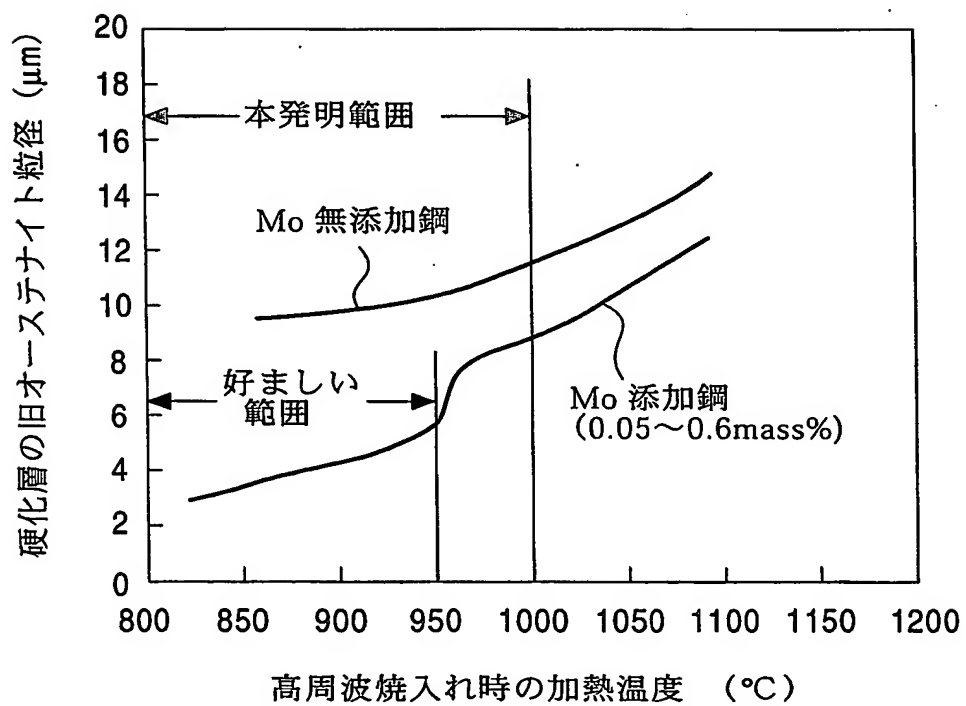


図 2



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/000151

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C21D1/10, 8/00, 9/28

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-38/60, C21D1/10, 8/00-8/10, 9/00-9/28

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
E, X	JP 2004-27334 A (JFE Steel Kabushiki Kaisha), 29 January, 2004 (29.01.04), Claims (Family: none)	1, 2, 7, 8
X Y	JP 10-36937 A (Daido Steel Co., Ltd.), 10 February, 1998 (10.02.98), Claims; steel No. 7 on the table 1; column 4, lines 35 to 44 (Family: none)	1, 2, 4, 6 3, 5, 7-20
X	GB 2345116 A (HONDA MOTOR CO., LTD.), 26 June, 2000 (26.06.00), Claims; table 1; No.3 & JP 2000-154828 A & US 6602358 B1 & DE 19955385 A1	1-6, 7-20

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
07 April, 2004 (07.04.04)Date of mailing of the international search report
27 April, 2004 (27.04.04)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/000151

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 8-53714 A (Kobe Steel, Ltd.), 27 February, 1996 (27.02.96), Claims (Family: none)	3, 5
Y	JP 9-111401 A (Kawasaki Steel Corp.), 28 April, 1997 (28.04.97), Claims (Family: none)	7, 8
Y	JP 9-241745 A (NKK Corp.), 16 September, 1997 (16.09.97), Claims (Family: none)	7, 8
Y	JP 5-65592 A (Toyota Motor Corp.), 19 March, 1993 (19.03.93), Claims (Family: none)	9-12
A	JP 7-118791 A (Kobe Steel, Ltd.), 20 October, 1993 (20.10.93), Claims (Family: none)	1-20

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, C21D1/10, 8/00, 9/28

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00-38/60,
C21D1/10, 8/00-8/10, 9/00-9/28

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
E, X	JP 2004-27334 A (J F E スチール株式会社) 2004.01.29 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1, 2, 7, 8
X Y	JP 10-36937 A (大同特殊鋼株式会社) 1998.02.10 特許請求の範囲及び表 1 本発明鋼 No. 7 及び第 4 欄第 35-44 行 (ファミリーなし)	1, 2, 4, 6 3, 5, 7-20
X	GB2345116 A (HONDA MOTOR CO LTD) 2000.06.26 CLAIMS TABLE 1 N 0.3 & JP2000-154828 A&US 6602358 B1&DE 19955385 A1	1-6 7-20
Y	JP 8-53714 A (株式会社神戸製鋼所) 1996.02.27 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	3, 5

☒ C 欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の 1 以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

07.04.2004

国際調査報告の発送日

27.4.2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目 4 番 3 号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武

4K

9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

[illegible]